

# 添加微量 SiC 和石墨对 Cu-Cr-Zr-Ag-Nb 合金耐磨性的影响

刘杰<sup>1,2</sup>, 范新会<sup>1,2</sup>, 王鑫<sup>1</sup>, 李炳<sup>1</sup>, 杨珂<sup>1</sup>

(1. 西安工业大学材料与化工学院, 陕西西安 710021; 2. 商洛学院, 陕西商洛 726000)

**摘要:** 采用真空感应熔炼和铸造的方式制备Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb基体材料与Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb-1SiC-0.5Gr(石墨)复合材料。利用金相显微镜、环境扫描电子显微镜和HT-1000型摩擦磨损试验机,对比分析了基体材料和复合材料的显微组织、基体材料和复合材料在不同载荷或不同摩擦速度下的摩擦系数和磨损率的变化规律。结果表明,Cu-Cr-Zr-Ag-Nb基体材料组织为 $\alpha$ -Cu基固溶体相和少量Cr相以及Cu<sub>3</sub>Cr相,Cu-Cr-Zr-Ag-Nb-SiC-Gr复合材料的显微组织除上述三相外,在 $\alpha$ -Cu基体上还弥散分布着SiC颗粒;摩擦磨损试验显示,随载荷与摩擦速度的变化,复合材料的摩擦系数与磨损率均低于基体材料,这是由于微量SiC的加入使摩擦过程中复合材料相较基体材料具有更多的承载负荷,可显著降低材料的磨损率,微量石墨的加入使摩擦过程中复合材料相较基体材料摩擦面被填充得更加平滑,可显著降低材料的摩擦系数。

**关键词:** 摩擦速度;显微组织;磨损率

铜基复合材料是当今应用十分广泛的有色金属结构材料,具有优良的延展性、导热导电性以及抗腐蚀能力,但耐磨性较差<sup>[1-3]</sup>。随着科技进步和社会发展,铜合金耐磨性已经不能满足工业的发展需求,限制了其在航天、航空以及工业制造等领域的应用,所以研制一种综合性能更加优良的铜基复合材料十分必要<sup>[4-5]</sup>。

铸造熔炼制备具有方法便捷、成本低廉、生产周期短等特点<sup>[6]</sup>。王昭<sup>[7]</sup>等研究了镀镍石墨颗粒对CuCrZr基复合材料耐磨性的影响,结果表明材料的耐磨性可获得大幅提升。罗玲<sup>[8]</sup>等研究了碳化硅颗粒对铜基复合材料的摩擦性能影响,结果表明,1wt%碳化硅对铜基复合材料摩擦磨损性能提升效果最为稳定。

本试验通过合金铸造熔炼的方法向Cu-Cr-Zr-Ag-Nb合金中加入SiC(耐磨相)、Gr(石墨润滑相)的功能相,以期改善铜合金复合材料的摩擦磨损性能<sup>[9-10]</sup>。并研究载荷与摩擦速度对材料磨损性能的影响。

## 1 试样制备与方法

### 1.1 试验材料与方法

选用的对照基体材料为Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb(微合金化元素质量百分比),其抗拉强度650 MPa,布氏硬度HBW110,电导率75% IACS。在此基体材料基础上添加质量分数为1%、尺寸为12~26  $\mu\text{m}$ 的SiC颗粒和质量分数0.5%、尺寸为5~12  $\mu\text{m}$ 的石墨颗粒,具体成分见表1。

材料制备在中频真空感应炉中采用自搅拌+机械搅拌和功能相预预制块的方式进行铸造,以期达到组分的均匀分布。将熔炼好的金属液浇入预先准备好的石墨铸型(图1a);控制其凝固速度,避免浇注过程中因冷却过快导致试样出现气孔等缺陷,待其冷却后取出铜基复合材料棒状试样( $\Phi 50 \times 200 \text{ mm}$ )(图1b)。采

作者简介:

刘杰(1995-),男,硕士生,研究方向为铜基复合材料。电话:18309221824, E-mail:540155602@qq.com

中图分类号: TG136<sup>+</sup>.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)

03-0340-06

收稿日期:

2020-12-05 收到初稿,

2021-01-21 收到修订稿。

用MFX1400-30开启式真空/气氛管式电炉对复合材料棒状试样进行固溶+时效热处理。固溶处理温度为980 ℃，保温2 h，水淬30 s。时效处理温度为500 ℃，保温2 h，随炉冷却<sup>[11-12]</sup>。

## 1.2 摩擦磨损试样的制备

采用机械加工的方法从铸棒上取 $\Phi 40 \times 5$  mm的试样，并对其测试面进行机械抛光。摩擦磨损试验在HT-1000摩擦磨损试验机上进行，摩擦方式为销-盘式干摩擦磨损，对磨材料为GCr15钢，摩擦磨损示意图如图2所示。

试验条件为：室温干摩擦，试样在转速0.044 8 m/s的条件下，附加载荷压力分别为5.0 N、10.0 N、15.0 N、20.0 N，对磨副与试样的相对旋转半径都设置为12 mm，每组测试距离均为100 m；在附加载荷压力为20 N的条件下，试样转速(m/s)分别是0.044 8、0.067 2、0.089 6、0.112、0.134 4、0.156 8、0.179 2，对磨副与试样的相对旋转半径都设置为12 mm，每组测试距离均为100 m。采用NIKON EPIHOT-300U金相显微镜和FEI Quanta.400FEG环境扫描电子显微镜观察其微观组织和摩擦面的形貌。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 微观组织形貌

Cu-Cr-Zr-Ag-Nb基体材料（以下简称基体材料）的微观组织如图3a所示。可以看到，组织为 $\alpha$ -Cu基固溶体相和少量分布在 $\alpha$ 相晶界处呈岛状或颗粒状的Cr相以及 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相。Cu-Cr-Zr-Ag-Nb-SiC-Gr复合材料（以下简称复合材料）的微观组织如图3b所示，除上述三相外，在 $\alpha$ -Cu基体上还弥散分布着轮廓清晰的黑色棱角状SiC颗粒，颗粒尺寸约8~10  $\mu\text{m}$ ，SiC颗粒无团聚现象，SiC颗粒与 $\alpha$ -Cu基体界面结合紧密；另外还在 $\alpha$ -Cu基体上弥散分布着黑色团球状的石墨颗粒，颗粒尺寸约3  $\mu\text{m}$ ，石墨颗粒也无团聚现象。

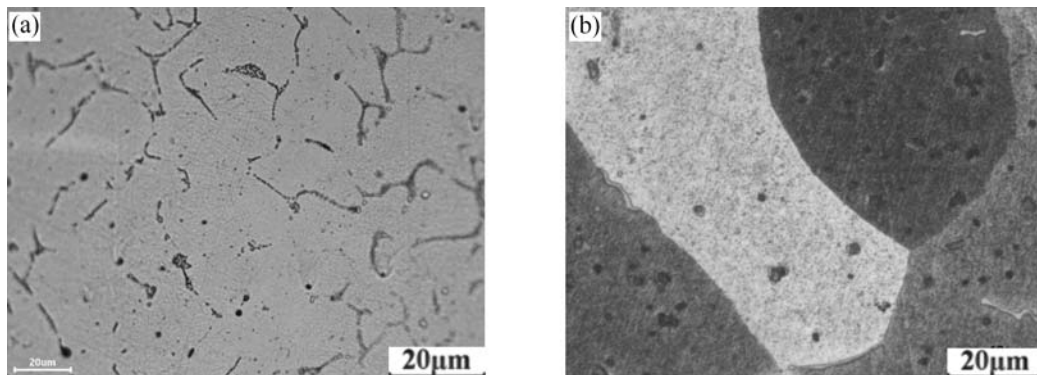


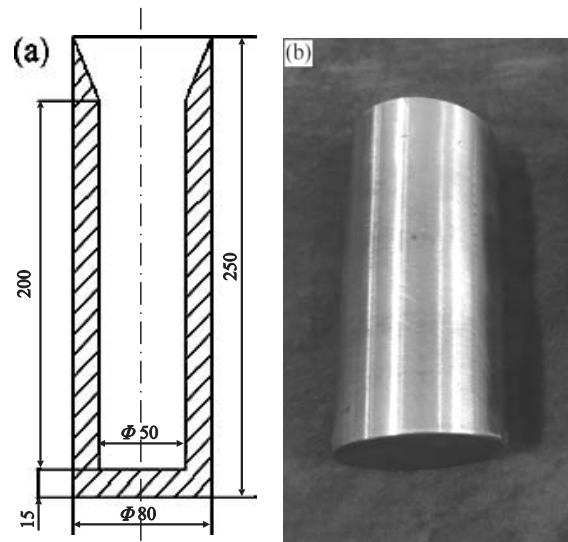
图3 基体材料与复合材料微观组织

Fig. 3 Microstructure of base material and composite material

表1 试样成分及质量分数

Table 1 Composition and mass fraction of sample  $w_B/\%$

试样	Cu	Cr	Zr	Ag	Nb	SiC	Gr (石墨)
1	98.96	0.7	0.12	0.1	0.12	0	0
2	97.46	0.7	0.12	0.1	0.12	1	0.5



(a) 石墨铸型 (b) 铜基复合材料试样

图1 石墨铸型与铜基复合材料试样

Fig. 1 Graphite mold and copper matrix composite sample

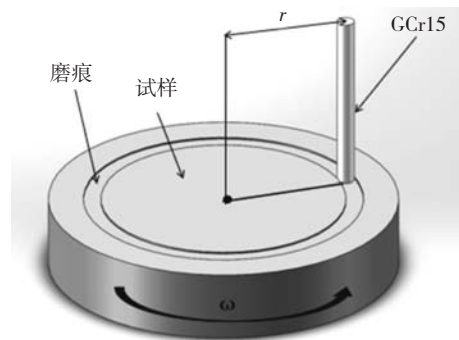


图2 摩擦磨损测试装置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of friction and wear testing device

## 2.2 不同载荷下摩擦系数的变化规律

在载荷为5~20 N, 摩擦速度0.044 8 m/s时, 基体材料及复合材料的摩擦系数-载荷变化曲线如图4所示。可以看出, 随载荷增大, 摩擦系数缓慢减小, 基体材料摩擦系数由0.8下降到0.76, 降低幅度约5%。复合材料的摩擦系数由0.75下降到0.6, 降低幅度高达20%。

产生这种现象的原因是: ①随载荷增大, 试样滑动面受到正压力增大, 将摩擦过程中产生的磨屑填充在试样摩擦面的磨损的沟槽处, 致使试样表面的粗糙度降低; ②随着载荷增大, 试样表面会发生一定的形变, 材料致密度会逐渐增高, 从而改变了材料的性质, 使磨副对象发生了改变, 也改变了测试材料的摩擦系数; ③由于添加了具有较高硬度的耐磨相SiC, 材料的性质发生改变, 会使摩擦系数发生改变; ④添加的固体润滑相Gr是一种六角环片状体的层叠结构, 为二维空间内的网状平面, 在三维空间中有序叠放, 相邻层片保持错开, 形成密堆积六方的结构, 这种结构使得在较小的外力作用下石墨层之间很易于滑动, 且石墨强度较低, 在摩擦副与试样的接触面形成薄薄的石墨润滑层, 且能较好填充磨损沟槽, 明显降低了试样的摩擦系数。

## 2.3 不同载荷下磨损率的变化规律

在载荷5~20 N, 摩擦速度0.044 8 m/s时, 基体材料及复合材料的磨损率-载荷变化曲线如图5所示。可以看出, 随载荷增大, 试样的磨损率逐渐增大, 基体材料磨损率由 $3.631 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 增加到 $4.353 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ; 复合材料的磨损率由 $1.117 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 增加到 $1.436 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。

产生这种现象的原因是: 随着载荷的增大, 试样受到的摩擦力增大, 切削现象显著, 试样表面形成沟槽, 产生更多的磨屑, 磨损量增加。一方面, 由于添加的SiC颗粒增强相具有很高的硬度和弹性模量, 在试样的摩擦过程中可作为主要承载单元, 起到硬质支撑点的作用, 减少试样基体与摩擦副的接触, 保护试样基体; 另一方面, 添加的固体润滑相Gr在试样摩擦

面与摩擦副之间形成的润滑层, 在起到润滑作用的同时, 可一定程度减少试样基体与摩擦副的接触, 减少了磨损量。

## 2.4 不同载荷下摩擦面的形貌

在不同载荷及摩擦速度0.044 8 m/s, 摩擦距离100 m时, 试样摩擦面的形貌如图6所示。从图6a可以看到, 基体 $\alpha$ -Cu相表面沿着摩擦方向有清晰磨痕, Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相存在于晶界处, 呈亮白色。这种亮白色区是摩擦过程中主要承载荷位置, 其硬度相比 $\alpha$ -Cu相更高, 是最后被磨掉的区域; 从图6b可以看到, 基体上 $\alpha$ -Cu相表面沿着摩擦方向遍布清晰磨痕, 磨痕较深较

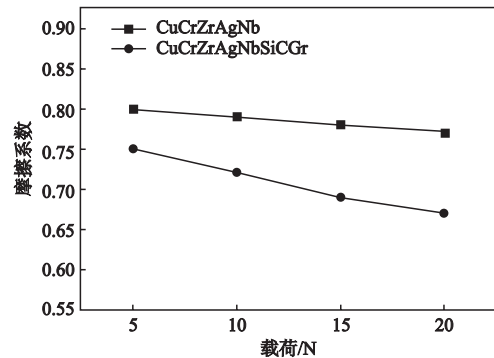


图4 摩擦系数-载荷变化曲线

Fig. 4 Variation curve of friction coefficient with load

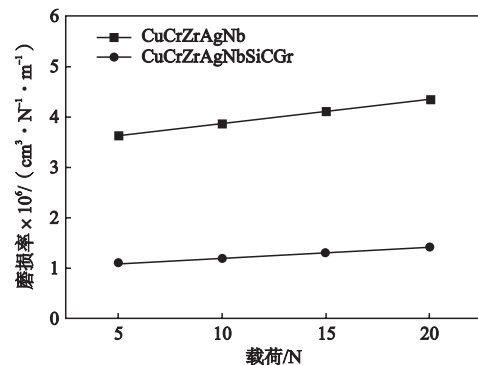
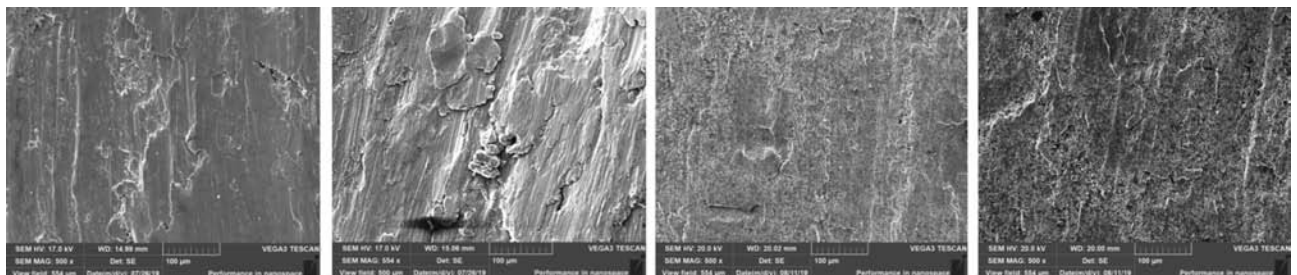


图5 磨损率-载荷变化曲线

Fig. 5 Variation curve of wear rate with load



(a) 载荷5 N, 基体材料

(b) 载荷20 N, 基体材料

(c) 载荷5 N, 复合材料

(d) 载荷20 N, 复合材料

图6 不同载荷下的摩擦面形貌

Fig. 6 Morphology of worn surface under different loads



宽,亮白色区域不但在晶界处,基体也有少量白色长条状条纹,磨痕几乎遍布整个摩擦面。可以推断,随着载荷增加,不但晶界处较硬的Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相被大量磨损, $\alpha$ -Cu基体的磨损也更加严重。

对于复合材料试样,从图6c可以看到,基体 $\alpha$ -Cu相表面沿着摩擦方向存在断续状的短磨痕,亮白色区主要包括基体上分布有棱角分明的颗粒状或岛状的耐磨相SiC和晶界处Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相。由于耐磨相SiC颗粒和晶界处Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相比较硬,复合材料摩擦系数和磨损率均发生不同程度的改变;从图6d可以看到,基体 $\alpha$ -Cu相表面沿着摩擦方向存在连续清晰的长磨痕,亮白色区分布特征与图6c相同,但白色区面积明显增大,摩擦面相对平滑度更高。

## 2.5 不同摩擦速度下摩擦系数的变化规律

在摩擦速度0.044 8~0.179 2 m/s、摩擦距离100 m、载荷20 N时,基体材料及复合材料的摩擦系数-摩擦速度变化曲线如图7所示。可以看出,随摩擦速度增加,试样的摩擦系数先缓慢减小,后趋于平缓,基体材料的摩擦系数恒定在0.72,复合材料的摩擦系数恒定在0.64。

产生这种现象的原因是:①随着摩擦速度的增加,摩擦副相对运动惯性的趋势增强,这时摩擦副更多的时间在较硬的Cr相+ $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相上得到支承和运行,因此主要表现为GCr15钢材料与基体中Cr相+ $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相材料的摩擦系数;②随着摩擦速度的增加,试样表面摩擦产生的热量较大,基体材料会发生氧化生成 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 相、 $\text{ZrO}_2$ 相,其硬度较高,也会在摩擦过程中起到支撑点作用,减少试样基体与摩擦副的接触,保护了基体,摩擦系数最终逐渐趋于恒定;③复合材料试样的表面随着摩擦速度的增加,添加的固体润滑相Gr颗粒形成的润滑层更容易铺平摩擦面和充填到摩擦面产生的沟槽中;④随着摩擦速度的增加,摩擦副相对运动惯性的趋势增强,这时试样会跃过基体的沟槽,更多的时间在耐磨相SiC上得到支承和运行,因此主要表现为GCr15钢材料与复合材料的摩擦系数,并逐渐趋于恒定。

## 2.6 不同摩擦速度下磨损率的变化规律

在摩擦速度0.044 8~0.179 2 m/s、摩擦距离100 m、载荷20 N时,基体材料及复合材料的磨损率-摩擦速度变化曲线如图8所示。可以看出,随摩擦速度增加,试样的磨损率缓慢降低,并逐渐趋于平缓,基体材料的磨损率最终稳定在 $2.08 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ,复合材料的磨损率最终稳定在 $0.11 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。

产生这种现象的原因是:一方面,随着摩擦速度

的增加,试样表面摩擦产生的热量增多,会使基体材料发生氧化,由于试样成分中的Cr、Zr元素都是氧化性极强的元素,生成了 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{ZrO}_2$ ,其硬度较高,可在摩擦过程中起到支撑点作用,减少试样基体与摩擦副的接触,保护基体,磨损量也随之减少;另一方面,复合材料试样的摩擦面与摩擦副接触的部分主要为基体中凸起的耐磨相SiC,随着摩擦速度的增加,耐磨相SiC承担支撑作用的量达到极限,此时磨损率逐渐稳定。

## 2.7 不同摩擦速度下材料表面摩擦形貌

在载荷20 N、摩擦距离100 m、不同摩擦速度时,基体材料试样摩擦面的形貌如图9所示。从图9a可以看到,基体 $\alpha$ -Cu相表面沿摩擦方向分布着清晰磨痕,亮白色区宽大,大部分在晶界处(Cr相和 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相),少部分在 $\alpha$ -Cu相基体上;从图9b可以看到,基体 $\alpha$ -Cu相表面沿摩擦方向分布着清晰磨痕,亮白色区变小变窄,同样分布在晶界处(Cr相和 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相)和少量以颗粒状分布在基体上硬质点的 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 相、 $\text{ZrO}_2$ 相。随着摩擦速度的增加,基体材料的承载相发生变化,基体磨损量大幅减少。

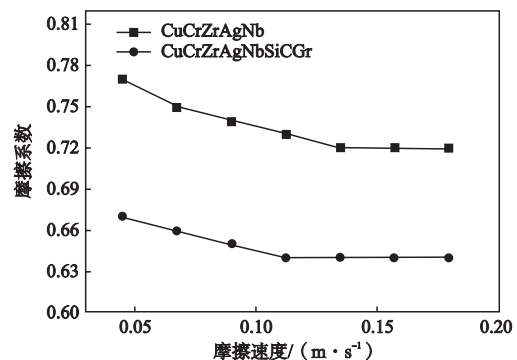


图7 摩擦系数-摩擦速度变化曲线

Fig. 7 Variation curve of friction coefficient with friction velocity

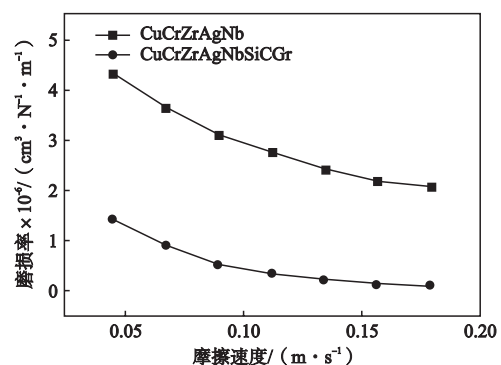


图8 磨损率-摩擦速度变化曲线

Fig. 8 Variation curve of wear rate with friction velocity

在载荷20 N、摩擦距离100 m、不同摩擦速度时，复合材料试样摩擦面的形貌如图10所示。从图10a可以看到，基体 $\alpha$ -Cu相表面沿着摩擦方向分布着清晰较深的磨痕，亮白色区宽大，大部分以片状及颗粒状分布在基体上（ $\alpha$ -Cu相、SiC颗粒），少部分以颗粒状及岛状分布在晶界处（Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相）；从图10b可以

看到，基体 $\alpha$ -Cu相表面沿着摩擦方向分布着清晰较浅的磨痕，亮白色区细小、狭长，以颗粒状及岛状分布在基体和晶界处（ $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相、 $\text{ZrO}_2$ 相、SiC颗粒）。随摩擦速度增加，试样表面磨痕变浅，基体上的承载荷发生变化，复合材料的基体磨损量大幅减少。

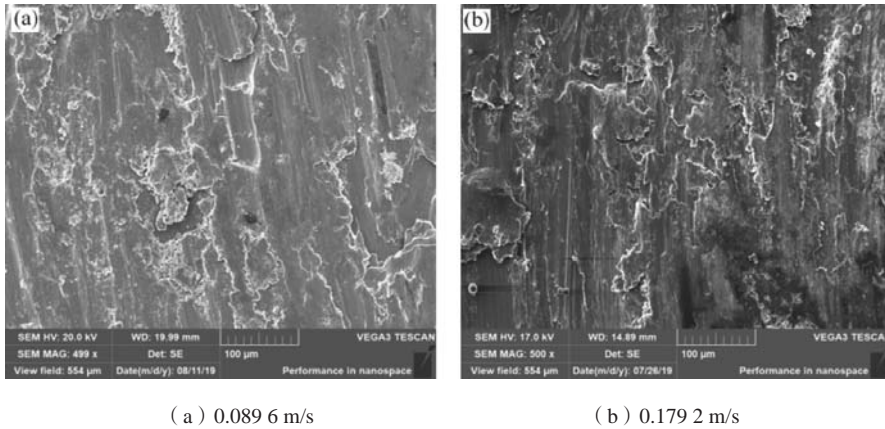


图9 基体材料不同摩擦速度下的摩擦面形貌

Fig. 9 Morphology of worn surface of base material under different friction velocities

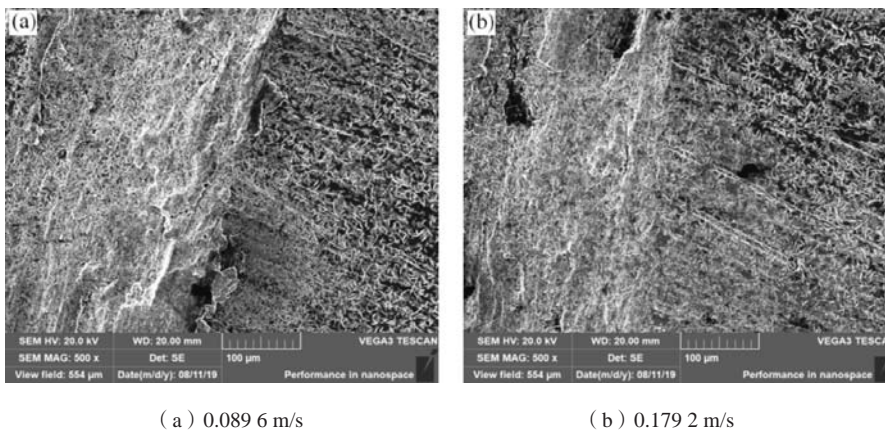


图10 复合材料不同摩擦速度下的摩擦面形貌

Fig. 10 Morphology of worn surface of composite material under different friction velocities

### 3 结论

(1) 当载荷在5~20 N之间，基体材料与复合材料的摩擦系数随载荷增加呈现降低趋势，复合材料较基体材料摩擦系数平均降低了0.08；其磨损率随载荷增加，呈增长趋势，复合材料较基体材料磨损率平均降低了 $2.7 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。

(2) 随载荷增大，基体材料的承载荷相由晶界处的Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相转变为 $\alpha$ -Cu相；复合材料的承载荷相（耐磨相SiC颗粒、Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相）增多。

(3) 当摩擦速度在0.044 8~0.179 2 m/s之间，基体材料与复合材料的摩擦系数随摩擦速度增大，呈先降低、后恒定的趋势，复合材料较基体材料摩擦系数降低了0.08；其磨损率随摩擦速度增大，呈先降低、后恒定的趋势，复合材料相较于基体材料磨损率平均降低了 $1.97 \times 10^{-6} \text{ cm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。

(4) 随摩擦速度增加，基体材料的承载荷相由Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相和 $\alpha$ -Cu相转变为 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 相、 $\text{ZrO}_2$ 相；复合材料的承载荷相由Cr相、 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相、 $\alpha$ -Cu相和SiC颗粒转变为 $\text{Cu}_3\text{Cr}$ 相、 $\text{ZrO}_2$ 相、SiC颗粒。

**参考文献:**

- [1] 张跃飞, 苏永安, 陈飞, 等. 高强度高导电铜基材料研究进展 [J]. 国外金属热处理, 2001 (5): 6-8, 18.
- [2] GÜNTHER GOTTSSTEIN. Physical foundations of materials science [M]. Berlin: Springer Verlag, 2004.
- [3] 刘德宝, 崔春翔. 高强度高导电铜基复合材料制备技术回顾与展望 [J]. 天津理工学院学报, 2003 (4): 29-33.
- [4] 葛丽珍. 铜及铜合金加工材料在国民经济中的应用 [J]. 科技与创新, 2016 (4): 28.
- [5] 帅歌旺, 张萌. 高强度、高导电铜合金及铜基复合材料研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2005 (9): 510, 534-537.
- [6] 苏海, 高文理, 毛成, 等. 搅拌铸造SiC<sub>p</sub>/2024铝基复合材料的显微组织与力学性能 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20 (2): 217-225.
- [7] 王昭, 范新会, 李炳, 等. 镀镍石墨颗粒增强耐磨CuCrZr基复合材料组织及性能研究 [J]. 铸造, 2019, 68 (3): 277-281.
- [8] 罗玲. 纳米碳化硅增强铜基粉末冶金摩擦材料的制备和性能研究 [D]. 江苏大学, 2016.
- [9] 张铭君, 朱世伟, 于俊凤, 等. 石墨/铜基复合材料研究进展 [J]. 铸造技术, 2017, 38 (11): 2565-2570, 2578.
- [10] 周永欣, 徐飞, 吕振林, 等. SiC和石墨颗粒混杂增强铜基复合材料的摩擦磨损性能 [J]. 机械工程材料, 2015, 39 (2): 90-93, 97.
- [11] 雷竹芳. 热处理工艺对铬铜合金性能及组织的影响 [J]. 材料开发与应用, 1999 (4): 3-5.
- [12] 黄雄辉. 铬钴铜电极合金的热处理 [J]. 金属热处理, 1987 (2): 21-24.

---

## Effect of Adding Trace SiC and Graphite on Wear Resistance of Cu-Cr-Zr-Ag-Nb Alloy

LIU Jie<sup>1,2</sup>, FAN Xin-hui<sup>1,2</sup>, WANG Xin<sup>1</sup>, LI Bing<sup>1</sup>, YANG Ke<sup>1</sup>

(1. School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, Shaanxi, China; 2. Shangluo University, Shangluo 726000, Shaanxi, China)

**Abstract:**

Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb base material and Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb-1SiC-0.5Gr(graphite) composite material were prepared by vacuum induction melting and casting method. The microstructure and the change rules of friction coefficient and wear rate under different loads or different friction velocities were analyzed and compared by using the metallographic microscope, environmental scanning electron microscope and HT-1000 friction and wear tester. The results show that Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb base material consists of  $\alpha$ -Cu matrix and small amounts of Cr + Cu<sub>3</sub>Cr phase, while Cu-0.7Cr-0.12Zr-0.1Ag-0.12Nb-1SiC-0.5Gr(graphite) composite material consists of  $\alpha$ -Cu matrix and small amounts of Cr + Cu<sub>3</sub>Cr+SiC phase; the friction and wear tests indicate that the friction coefficient and wear rate of composite material are less than those of base material with the change of load and friction velocity. This is because the addition of trace SiC makes the composite material have more load-bearing phases than the base material in the friction process, which can significantly reduce the wear rate of the material; with the addition of trace graphite, the friction surface of the composite material is filled more smoothly than that of the base material in the friction process, which can significantly reduce the friction coefficient of the material.

**Key words:**

friction velocity; microstructure; wear rate